

Reference 2

Patent No. 10-0256350

Publication Date: May 15, 2000 (patented)

Registration Date: February 22, 2000

Publication No. 1997-0256350

Publication Date: April 28, 1997

Filing No. 10-1995-0031684

Filing Date: September 25, 1995

The present invention relates to a method of manufacturing a steel product for use as a line pipe that transports crude oil and natural gas to refining facilities. It is an object of this invention to provide a method of manufacturing the steel product for use as a line pipe having high HIC and SSCC resistance and about 50kgf/mm² yield strengths, by adding Ca during the RH vacuum degassing process without adding Cu and Ni to adjust a composition of a steel in the steel making process, and controlling the hot-rolling and cooling conditions of the steel appropriately.

The present invention to achieve the above object relates to the method of manufacturing the steel product having high hydrogen-induced cracking and hydrogen sulfide stress corrosion cracking resistance and 50kgf/mm² class yield strengths. The method includes the steps of: adding Ca without addition of Cu and Ni to a spheroidized (PI) molten steel during the RH vacuum degassing process of the steel making process to make a steel having a composition containing in mass %: C: 0.05 to 0.12%, Si: 0.5% or less, Mn: 0.6 to 1.5%, Al: 0.01 to 0.1%, Ti: 0.005% to 0.03%, Nb: 0.01 to 0.05%, V: 0.01% to 0.1%, S: 0.002% or less, P: 0.02% or less, N: 10 to 100ppm, O: 0.01 to 0.05%, Ca: 10 to 100ppm, and the balance consisting of Fe and other unavoidable impurities, by, heating a slab having an above-identified composition in the temperature range from 1050 to 1300°C, hot-rolling the slab in a recrystallization temperature range, further hot-rolling the slab at a rolling reduction from 60 to 80% in a no-recrystallization temperature range lower than the recrystallization temperature range, finishing the hot-rolling in the temperature range of $Ar_3 \pm 30^\circ\text{C}$, water-cooling the hot-rolled steel at a cooling rate of 10 to 20°C/sec to the temperature range from 400 to 600°C, and air-cooling the hot-rolled steel to room temperature after water-cooling.

Translation of the last paragraph of Page 2 of the cited Reference 2

Patent No. 10-0256350

Publication Date: May 15, 2000 (patented)

Registration Date: February 22, 2000

Publication No. 1997-0015761

Publication Date: April 28, 1997

Filing Number: 10-1995-0031684

Filing Date: September 25, 1995

Ti is a main element that contributes to a refinement of crystal grains. Ti forms TiN precipitates in the steel solidification process so that Ti can prevent crystal grains from coarsening during heating an ingot and prevent recrystallized grains from coarsening in the hot-rolling process.

An appropriate Ti addition amount varies according to the N content. When addition of Ti is relatively small compared to the N content, the amount of the TiN to be formed will be small and therefore it is disadvantageous in refinement of crystal grains. Meanwhile, when Ti is added excessively, TiN will become coarse during heating, which makes inhibition of coarsening less effective. Accordingly, the Ti addition amount is preferably limited from 0.005 to 0.03%.

10-0256350

(19) 대한민국특허청(KR)
(12) 등록특허공보(B1)

(51) Int. Cl. ⁷ C21D 8/10 C22C 38/04		(45) 공고일자	2000년05월15일
		(11) 등록번호	10-0256350
		(24) 등록일자	2000년02월22일
(21) 출원번호	10-1995-0031684	(65) 공개번호	특 1997-0015761
(22) 출원일자	1995년09월25일	(43) 공개일자	1997년04월28일
(73) 특허권자		포항종합제철주식회사 이구택	
(72) 발명자		주세돈	
		경북 포항시 남구 괴동동 1번지 포항종합제철주식회사 내	
		박찬엽	
		경북 포항시 남구 괴동동 1번지 포항종합제철주식회사 내	
(74) 대리인		손원, 전준향	

심사관 : 박기환

(54) 수소유기균열 및 황화수소 응력부식 균열저항성이 우수한 항복강도 50kgf/mm² 급 강재의 제조방법

요약

본 발명은 유정등지에서 생산되는 원유 및 천연가스를 정제시설까지 운송할때 쓰이는 라인파이프용 강재의 제조방법에 관한 것으로, 제강과정중 Cu 및 Ni를 첨가하지 않고 진공탈가스(RH)처리중에 (Ca)를 첨가하여 강의 성분을 적정범위로 조성하고 이와같이 조성된 강의 열간 압연조건 및 냉각조건을 적절히 제어하므로써, HIC 및 SSCC 저항성이 우수하고 항복강도가 50kgf/mm²급인 라인파이프용 강재를 제조할수 있는 방법을 제공하고자 하는데, 그 목적이 있다.

상기한 목적달성을 위한 본 발명은 항복강도 50kgf/mm²급 라인 파이프용 강재를 제조하는 방법에 있어서, 상기 강재의 제강과정중 Cu 및 Ni를 첨가하지 않고, 구상화처리(P1)된 용강의 진공탈가스 처리(RH)과정중 Ca를 첨가하여 강을 종량으로, C:0.05-0.12%, Si:0.5%이하, Mn:0.6-1.5%, Al:0.01%-0.1%, Ti:0.005%-0.03%, Nb:0.01-0.05%, V:0.01-0.1%, S:0.002%이하, P:0.02%이하, N:10-100ppm, O:0.01-0.05%, Ca:10-100ppm, 나머지 Fe 및 기타 불가피한 불순원으로 조성하는 단계; 상기과 같이 조성되는 강의 슬라브를 1050-1300℃의 온도범위에서 가열한후 재결정 영역에서 열간압연하고, 60-80%의 압하량 범위로 재결정온도 이하의 미세결정 영역에서 열간 압연하여 Ar₃±30℃의 온도범위에서 종료하는 열간압연 단계; 및 상기과 같이 열간압연된 열연판을 10-20℃/sec의 냉각속도 범위로 400-600℃의 온도범위까지 수냉한 다음, 상온까지 냉각하는 냉각단계를 포함하여 이루어지는 수소유기균열 및 황화수소응력부식 균열 저항성이 우수한 항복강도 50kgf/mm²급 강재의 제조방법에 관한 것을 그 요지로 한다.

도면

도1

용어

[발명의 명칭]

수소유기 균열 및 황화수소 응력부식 균열 저항성이 우수한 항복강도 50kgf/mm²급 강재의 제조방법

[도면의 간단한 설명]

제1도는 발명강과 비교강의 SSCC 저항성을 파단수명-응력비의 관계로 나타낸 그래프.

제2도는 발명강과 비교강의 HAZ부의 SSCC저항성을 파단수명-응력비의 관계로 나타낸 그래프.

[발명의 상세한 설명]

본 발명은 유정 등지에서 생산되는 원유 및 천연가스를 정제시설까지 운송할때 쓰이는 라인파이프용 강재의 제조방법에 관한 것으로서, 보다 상세하게는, 항복강도 50kgf/mm²급의 고강도를 유지하면서 황화수소에 대한 수소유기균열 및 황화수소 응력부식저항성이 우수한 강재의 제조방법에 관한 것이다.

유정등지에서 생산된 원유 및 천연가스를 정제시설까지 운송하는데 사용되는 라인 파이프 강재는 최근 대구경화(大口徑化)되고 있는 추세이며, 이러한 강재에서는 고강도(항복강도 50kgf/mm²) 및 황화수소에 대한 내저항성이 우수해야만 한다.

원유 및 천연가스에 함유되어 있는 황화수소 가스는 수소유기균열(Hydrogen Induced Cracking:이하 'HIC'이라 칭함)이나 황화수소응력부식균열(Sulfide Stress Corrosion Cracking:이하 'SSCC'라 칭함)을 유발

시커 라인 파이프 강의 갑작스런 파단을 초래하므로, 이의 방지를 위하여 종래 다음과 같은 방법들이 주로 이용되어 왔다.

HIC의 방지를 위해서는 Cu, Ni 및 Cr 등의 합금원소를 첨가하여 강재의 표면에 안정피막을 형성시키므로써 수소원자의 내부 확산 침투를 억제하는 방법, 제강중에 Ca 및 REM 등을 첨가하여 MnS 현상을 구상화시킴으로써 HIC의 생성을 방지하는 방법, Mn 및 P 등의 함유량을 저감시키거나 압연중에 균질화 처리를 통하여 편석도를 줄임으로써 크랙의 전파를 억제하는 방법 또는 압연후의 가속냉각함으로써, 미세조직을 입도가 작고 균일하게 관리하여 크랙의 전파를 억제하는 방법 등이 있다.

SSCC 현상은 라인파이프의 조판이나 현장 가설시에 필수적인 공정인 용접중에 열영향부에서 발생하는 잔류응력, 부분경화, 제미상의 석출 등에 의한 미세조직의 변화가 황화수소용액분위기하에서 크랙을 발생시키기 때문에 발생하며, 이를 방지하는 방법으로는 강재의 표면경도를 낮추거나, 또는 용접조건을 제한하는 방법 등이 있다.

그런데 상기와 같은 방법으로는 HIC이나 SSCC를 완전히 억제할 수 없으며 그 이유는 다음과 같다.

일반적으로 라인파이프강에 필요한 내 HIC성을 향상시키기 위하여 첨가하는 Cu, Ni 등의 합금원소는 pH=5 이상인 용액에서는 안정된 보호피막을 형성하나 NACE-77규격과 같은 pH=3인 용액에서는 보호피막의 효과를 기대할 수 없고, 오히려 용접시에 열영향부를 열화시키는 역할을 하므로 SSCC에 의한 파단이 지배적인 고강도 강에서는 Cu, Ni 등의 첨가가 바람직하지 않기 때문이다. 또한, HIC이나 SSCC 관점에서 특히 유해한 원소인 S, P 등의 함량을 억제하기 위하여 제강중에 구상화처리(Powder Injection: PI 처리)와 진공탈가스(RH 처리)를 순차적으로 행하는데, 이 방법만으로는 S, O 함량 및 Ca/S 값의 적절한 관리가 미흡하므로 이의 개선을 위하여 추가적인 공정이 요구되기 때문이다.

이에 본 발명자는 HIC 및 SSCC 현상을 억제함과 동시에 항복강도가 50kgf/mm²(API x 70급)인 고강도의 라인파이프용 강재를 제조하기 위하여 연구와 실험을 행하고 그 결과에 근거하여 본 발명을 제안하게 된 것이다.

본 발명은 제강공정중 Cu 및 Ni를 첨가하지 않고 진공탈가스(RH)처리중에 Ca를 첨가하여 강의 성분을 적정 범위로 조성하고 이와같이 조성된 강의 열간 압연조건 및 냉각조건을 적절히 제어함으로써, HIC 및 SSCC 저항성이 우수하고 항복강도가 50kgf/mm²급인 라인파이프용 강재를 제조할 수 있는 방법을 제공하고자 하는데, 그 목적이 있다.

이하, 본 발명에 대하여 설명한다.

본 발명은 항복강도 50kgf/mm²급 라인파이프용 강재를 제조하는 방법에 있어서, 상기 강재의 제강공정중 Cu 및 Ni를 첨가하지 않고, 구상화처리(PI)된 용강의 진공탈가스 처리(RH)공정중 Ca를 첨가하여 강을 중량%로, C: 0.05~0.12%, Si: 0.5%이하, Mn: 0.6~1.5%, Al: 0.01~0.1%, Ti: 0.005~0.03%, Nb: 0.01~0.05%, V: 0.01~0.1%, S: 0.002%이하, P: 0.02%이하, N: 10~100ppm, O: 0.01~0.05%, Ca: 10~100ppm, 나머지 Fe 및 기타 불가피한 불순원으로 조성하는 단계; 상기와 같이 조성되는 강의 슬라브를 1050~1300℃의 온도범위에서 가열한 후 재결정 영역에서 열간압연하고, 60~80%의 압하량범위로 재결정온도 이하의 미세결정 영역에서 열간 압연하여 Ar₁±30℃의 온도범위에서 종료하는 열간압연 단계; 및 상기와 같이 열간압연된 열연판을 10~20℃/sec의 냉각속도 범위로 400~600℃의 온도범위까지 수냉한 다음, 상온까지 공냉하는 냉각단계를 포함하여 이루어지는 수소유기균열 및 황화수소용액부식 균열 저항성이 우수한 항복강도 50kgf/mm²급 강재의 제조방법에 관한 것이다.

이하, 본 발명에 대하여 보다 상세히 설명한다.

상기한 목적을 달성하기 위하여 본 발명에서는 우선 제강공정중에 합금성분으로 Cu 및 Ni를 첨가하지 않고 또한 PI처리된 용강의 RH처리시 Ca를 첨가하여 강을 중량%로, C: 0.05~0.12%, Si: 0.5%이하, Mn: 0.6~1.5%, Al: 0.01~0.1%, Ti: 0.005~0.03%, Nb: 0.01~0.05%, V: 0.01~0.1%, S: 0.002%이하, P: 0.02%이하, N: 10~100ppm, O: 0.01~0.05%, Ca: 10~100ppm, 나머지 Fe 및 기타 불가피한 불순원의 성분범위를 갖는 합금으로 조성함이 바람직하며, 그 이유는 다음과 같다.

합금성분으로 Cu 및 Ni를 제외한 이유는 전술한 바와같은 pH=3인 용액에서 발생하는 문제점을 제거하여 용접부의 SSCC 저항성을 증진시키기 위함이며, RH처리시 Ca를 첨가하는 것은 개재물인 MnS의 생성을 억제하기 위함이다.

강의 합금성분중 C는 함량이 작을 경우 제 2상 조직의 분율이 저하하여 강도가 저하되고, 많을 경우에는 강도는 증가하나 충격인성을 해치고 용접시 열영향부의 SSCC 저항성을 감소시키므로 0.05~0.12%범위로 한정하는 것이 바람직하다.

Si는 제강시 탈산제로 첨가되며 고용강화효과도 있으나, 충격전이온도를 높이고 0.5%이상 첨가되면 용접성이 저하되며 강판표면에 산화피막이 심하게 형성되므로 그 함량은 0.5%이하로 제한하는 것이 바람직하다.

Mn은 S와 함께 MnS를 형성하여 HIC나 SSCC의 발생장소로 작용하므로 Mn의 함량을 1.5%이하로 관리하는 것이 바람직하나 0.6%이하가 되면 강의 경화능을 저하시켜 가속냉각시 제 2상 조직으로 베이나이트를 형성하기 어려워 강도확보가 어려우므로 0.6~1.5%로 제한하는 것이 바람직하다.

Al은 제강시 탈산제로 첨가되나 0.1%이상 첨가되면 충격인성을 저해하고 또 pH=3.0인 NACE-77용액에서는 Al₂O₃가 HIC발생 장소로 작용할 우려가 있으므로 0.1%이하로 관리하는 것이 바람직하다.

Ti는 강의 응고과정에서 TiN 석출물을 형성하여 주괴를 가열하는 동안에 결정립의 성장을 억제하고, 열간 압연과정에서 재결정립의 성장을 억제함으로써, 강의 결정립 미세화에 큰 역할을 하는 주요한 원소이다. Ti의 적정 첨가량은 N의 함량에 따라 변하게 되는데, 질소의 양에 비해 Ti의 첨가가 상대적으로 적으면 형성되는 TiN의 양이 적어서 결정립을 미세화시키는데 불리하고, 반면 과량 첨가되면 가열중 TiN이 조대해져서 또한 결정립 성장 억제 효과가 감소하게 된다. 따라서 Ti의 첨가량은 0.005~0.03%로 제한하는 것

이 바람직하다.

Nb는 오스테나이트 내에 고용되어 오스테나이트의 경화능을 증대시켜, 페라이트 변태온도를 낮추어 페라이트 입도를 미세하게 하는 효과가 있고, 또한 페라이트 변태후에 기지(Matrix)와 정합을 이루는 탄화물(Nb, (C, N))로 석출함으로써 강의 강도를 증가시키는 중요한 원소이다. 그러나, 0.06%이상 첨가되어도 상기 효과가 증대되는 것이 아니며, 페라이트내에 고용된 상태로 존재하여 충격인성을 저하시키고, 용접성에도 나쁘므로 0.01~0.05%사이로 한다.

P는 충격인성에 특히 나쁜 원소로서 함량이 낮으면 낮을수록 좋으나 제강과정에서 피할 수 없는 원소이므로 물성에 해로운 영향을 끼치지 않도록 그 함량은 0.02%이하로 제한하는 것이 바람직하다.

S는 MnS의 비금속 개재물로 존재하여 HIC이나 SSC를 유발하기도 하며 열간압연에 의하여 길게 연신되어 강판 물성의 이방성을 조정하기 때문에 그 함량은 0.002%이하로 제한하는 것이 바람직하다.

상기 합금 성분외에 다른 합금성분인 V, N, O 및 Ca은 라인파이프용 강재인 경우 통상 함유되는 성분으로서 그 함량 또한 통상의 범위이다.

이상과 같이 강을 조성한후 본 발명에서는 Mn이나 C의 함량 저감에 따른 강도 손실을 가속냉각에 의한 미세조직의 제어로써 보상해주는데, 이때 가열, 압연 및 가속 냉각시의 미량원소들의 역할이 중요하다.

따라서 본 발명에서는 상기와 같이 조성되는 강의 슬라브를 1050~1300℃의 온도 범위에서 가열한후 재결정 영역에서 열간압연하고, 60~80%의 압하량범위로 재결정온도 이하의 미재결정 영역에서 열간 압연하여 Ar₁ ±30℃의 온도범위에서 종료하는 열간압연을 행한다음, 이어 열간압연된 열연판을 10~20℃/sec의 냉각속도 범위로 400~600℃의 온도범위까지 수냉한 다음, 상온까지 공냉하는것이 바람직한데, 그 이유는 다음과 같다.

본 발명에서는 상기와 같이 조성되는 저합금강의 슬라브를 열간압연하기 전에 1050~1300℃의 온도범위에서 가열해 주게 되는데, 그이유는 다음과 같다. 본 발명에서는 Nb를 오스테나이트 중에 용해된 상태로 존재하도록 하여, 이 Nb에 의한 경화능 증가로 생기는 변태온도의 강화로 페라이트를 미세화시키는 것이 주요한 점이다. 슬라브상태에서는 Nb이 C와 결합하여 탄화물(NbC)로 존재하며, 따라서 열간압연전에 슬라브를 1050℃ 이상으로 가열하여 NbC가 용해되어 Nb이 원자상태로 존재하도록 해야하며, 단 가열온도가 1300℃ 이상일 경우에는 오스테나이트 입자도 너무 조대화되고 강중에 델타-페라이트(δ -ferrite)가 일부 생성되어 강판의 성질을 열화시키므로, 슬라브 가열온도는 1050~1300℃ 사이로 하는 것이 바람직하다.

상기 압연온도로 가열된 주괴는 재결정영역에서 열간압연한후, 재결정온도 이하의 미재결정 영역에서의 압하량이 60%~80%가 되도록 미재결정압연한다. 압하량이 60%이하일 경우에는 미재결정 압연에 의한 페라이트 입자 미세화를 기대할 수 없고 80% 이상일 경우에는 열연판내에 극성한 재질편차가 우려되므로 압하량은 60~80%의 범위에서 관리하는 것이 바람직하다.

이때, 미재결정압하 개시 온도(T₄)는 재결정온도보다 50℃가량 낮은 것이 적당한데, 재결정온도 R은 조성에 따라 변하며 경험식에 의해, 하기 식(1)로써 계산될 수 있다.

$$R = 887 + 464C\% + (6645 - 664 Nb\%) + (732 - 230 V\%) + 890Ti\% + 363Al\% - 357Si\% \dots\dots(1)$$

압연 종료온도(T₅)는 강재의 기계적 물성 이외에도 내유화수소 특성에도 밀접한 연관이 있으므로 특히 엄격하게 관리하여야 할 지표이며 Ar₁를 기준으로 ±30℃ 정도에서 압연을 종료하여야 한다. 압연종료온도(T₅)가 너무 높으면 연성, 저온인성, 내유화수소성 등이 우수하지만 강도가 저하되고 압연종료온도(T₅)가 낮으면 이상열 압연이 발생하여 연신된 페라이트와 퍼얼라이트가 존재하고 퍼얼라이트밴드(band)가 형성되므로 HIC이나 SSC측면에서 매우 불리하므로 압연종료온도(T₅)는 하기식(2)의 Ar₁를 기준으로 ±30℃ 이내에서 관리하는 것이 바람직하다.

$$Ar_1 = 910 - 310C\% - 80Mn\% - 20Cu\% - 55Ni\% - 15Cr\% - 80Mo\%(^\circ C) \dots\dots\dots(2)$$

압연후 조직의 대부분이 연신된 오스테나이트이므로 이를 가속냉각하여 침상 페라이트와 베이나이트의 혼합조직으로 조직을 제어해야 하므로 가속냉각 속도는 가능한 한 빠른 냉각속도가 유리하나 실생산 가능성을 고려하여 10~20℃/sec 범위의 냉각속도로 400℃~600℃까지 가속냉각하는 것이 바람직하며 이후 상온까지는 공냉한다.

이하, 실시예를 통하여 본 발명을 보다 상세히 설명한다.

[실시예 1]

표 1과 같이 조성되는 저합금강의 슬라브를 제작하였다. 여기서 강종(A)는 현장생산재로서 진공탈가스처리(RH공정)중에 Ca분말을 랜스(lance)를 통하여 주입함으로써 S의 함량을 극저관리한 후 연속주조하여 준비한 본 발명의 범위를 만족하는 발명강이고, 강종 (B-E)는 실험실적으로 진공용해하여 슬라브를 준비한 본 발명의 범위를 만족하지 못하는 비교강이다.

[표 1]

(중량%)

강종	C	Si	Mn	s-Al	Ti	Nb	V	Cu	Ni	Ceq
A	.068	.256	1.00	.029	.015	.039	.049	-	-	.24
B	.072	.246	1.00	.037	.015	.038	.050	.24	-	.26
C	.071	.262	1.01	.038	.015	.037	.047	-	.25	.26
D	.072	.262	1.01	.033	.016	.038	.049	.24	.15	.28
E	.086	.270	1.08	.036	.013	.042	.047	.28	.15	.30

*발명재: P1+RH+Ca bubble+RH처리(P:0.011이하, S:0.002이하, Ca:14ppm, N:41ppm)

*비교재: 진공용해재(P:0.01~0.02, S:0.002~0.005)

0.0014

상기와 같이 제조된 슬라브를 1250℃로 가열하여 조압연 한 후 미재결정 압하 개시온도(T4)=690℃, 압연 종료온도(T5)=730℃, 냉각개시온도(SCT)=720℃, 냉각종료온도(FCI)=520℃가 되도록 사상압연 및 가속냉각 하였는데, 이 때의 냉각속도는(CR)하기 표 2와 같이 11.3℃/sec, 7℃/sec의 두 종류로 냉각하였다.

상기와 같이 제조된 시편에 대한 항복강도, 인장강도, 연신을 및 -40℃에서의 충격인성 등을 측정하고, 그 결과를 하기 표 2에 함께 표시하였다.

[표 2]

강종	CR (℃/sec)	YP (kgf/mm ²)	TS (kgf/mm ²)	EL (%)	CVN-40 (kgf-m)	비고
A1	11.3	51.3	55.8	31.4	19.3	발명재
A2	7	48.1	53.4	30.3	22.5	비교재
B	7	48.8	54.9	31.3	21.9	
C	7	51.8	57.1	28.6	23.0	
D	7	48.9	54.6	31.6	23.9	
E	11.3	51.0	57.8	34.7	25.5	

상기 표 2에서 알 수 있는 바와같이, 기계적 물성치는 발명강과 비교강 모두 거의 고르게 나타나 각각의 기계적 물성치가 합금원소에 따라서 크게 변하지 않음을 알 수 있다. 그러나 그중에서도 냉각속도를 본 발명의 범위를 만족하도록 발리한 (A1)강과(E)강이 강도, 연신율, 저온인성 등의 측면에서 고루 우수한 물성을 보임을 알 수 있다. 따라서 발명강과 비교강의 경우 기계적 물성치는 냉각속도에 의해 좌우됨을 알 수 있다.

[실시예 2]

상기 실시예 1의 시편의 SSCC저항성을 비교하기 위하여 NACE-77용액(pH=3.0)에서 SSCC 파단실험을 수행하였으며, 응력변화에 따른 파단 수명의 변화를 제 1도에 도시하였다. 제 1도의 Y축은 각 시료에 가해진 응력을 항복 응력으로 나눈 응력비(Ratio of Applied Stress to Actual YS)로 표시하였고 X축은 이 때의 파단수명(Rupture Time)을 나타내었다.

제 1도에서 알수 있는 바와같이, Cu, Ni를 첨가하지 않고, 그 대신 탈가스처리(RH)중에 Ca분말을 투입한 A강종의 SSCC특성이 월등히 우수함을 알 수 있으며, 같은 A강종에서도 냉각속도를 크게 한 A1강이 A2강보다 우수한 SSCC저항성을 보임을 알 수 있다. 이는 Cu, Ni의 보호피막이 NACE-77규격용액에서는 그 역할을 수행하지 못함을 보여주며 오히려 고강도강의 SSCC특성을 저해하는 결과를 보여주고 있음을 알 수 있다.

[실시예 3]

라인파이프 강관의 제조 및 가설시에는 용접 공정이 필수 공정인데, 이때 유기되는 열영향부(HAZ)의 취약성이 SSCC크랙의 주요 발생장소임은 잘 알려져 있다. 이에 HAZ부위의 SSCC특성을 강종간의 비교하기 위하여 HAZ부위 열이력을 모사한 시료를 SSCC시험 하였으며 그 결과를 제 2도에 도시하였다.

제 2도에서 알수 있는 바와같이, HAZ부위의 SSCC파단 수명은 통상 상기 표 1에서의 탄소당량(Ceq)값과 밀접한 관계가 있으며, 합금원소의 첨가를 최소화 한 A강종, 그 중에서도 A1강종이 가장 우수함을 알 수 있다.

상술한 바와같이, 본 발명은 제강공정중 Cu및 Ni를 첨가하지 않고 진공탈가스(RH)처리중에 Ca를 첨가하여 강의 성분을 적정범위로 조성하고 이외같이 조성된 강의 열간 압연조건및 냉각조건을 적절히 제어하므로써, HIC및 SSCC저항성이 우수하고 항복강도가 50kgf/mm급인 라인 파이프용 강재를 제조할수 있는 효과가 있다.

(57) 청구의 범위

청구항 1

항복강도 50kgf/mm급 라인 파이프용 강재를 제조하는 방법에 있어서, 상기 강재의 제강공정중 Cu및 Ni를 첨가하지 않고, 구상화처리(PI)된 용강의 진공탈가스 처리(RH)공정중 Ca를 첨가하여 강을 중량%로, C:0.05~0.12%, Si:0.5%이하, Mn:0.6~1.5%, Al:0.01%~0.1%, Ti:0.005%~0.03%, Nb:0.01~0.05%, V:0.01~0.1%, S:0.002%이하, P:0.02%이하, N:10~100ppm, O:0.01~0.05%, Ca:10~100ppm, 나머지 Fe및 기타 불가피한 불순원소로 조성하는 단계; 상기와 같이 조성되는 강의 슬라브를 1050~1300°C의 온도범위에서 가열한후 재결정 영역에서 열간압연하고, 60~80%의 압하량범위로 재결정온도 이하의 미재결정 영역에서 열간 압연하여 Ar₁±30°C의 온도범위에서 종료하는 열간압연 단계; 및 상기와 같이 열간압연된 열연판을 10~20°C/sec의 냉각속도 범위로 400~600°C의 온도범위까지 수냉한 다음, 상온까지 공냉하는 냉각단계를 포함하여 이루어지는 수소유기균열및 황화수소응력부식 균열 저항성이 우수한 항복강도 50kgf/mm급 강재의 제조방법에 관한 것인 것이다.

도면

도면1

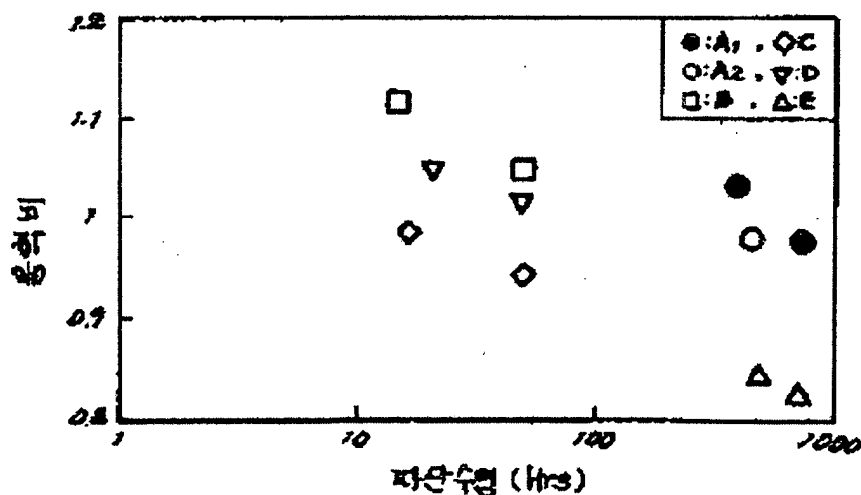


도표 2

